

PCT/JP2004/012160

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

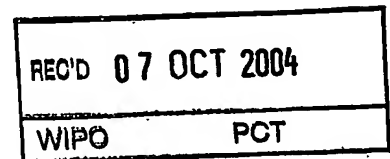
18.08.2004

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日
Date of Application: 2004年 7月15日

出 願 番 号
Application Number: 特願2004-208834
[ST. 10/C]: [JP2004-208834]



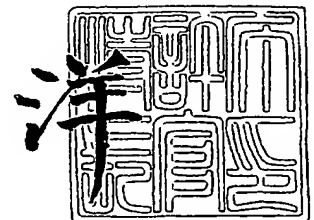
出 願 人
Applicant(s): J F E スチール株式会社

PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 9月24日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小 川



出証番号 出証特2004-3085979

【書類名】 特許願
【整理番号】 2004S00626
【提出日】 平成16年 7月15日
【あて先】 特許庁長官 小川 洋 殿
【国際特許分類】 C21D 8/02
【発明者】
 【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
 内
 【氏名】 高木 周作
【発明者】
 【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
 内
 【氏名】 西山 直樹
【発明者】
 【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社
 内
 【氏名】 清水 哲雄
【特許出願人】
 【識別番号】 000001258
 【氏名又は名称】 J F E スチール株式会社
【代理人】
 【識別番号】 100072051
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 杉村 興作
【選任した代理人】
 【識別番号】 100100125
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 高見 和明
【選任した代理人】
 【識別番号】 100101096
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 徳永 博
【選任した代理人】
 【識別番号】 100107227
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 藤谷 史朗
【選任した代理人】
 【識別番号】 100114292
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 来間 清志
 【電話番号】 03-3581-7383
 【連絡先】 担当
【選任した代理人】
 【識別番号】 100124280
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 大山 健次郎
【選任した代理人】
 【識別番号】 100119530
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 富田 和幸

【先の出願に基づく優先権主張】

【出願番号】 特願2003-301473

【出願日】 平成15年 8月26日

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 074997

【納付金額】 16,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 特許請求の範囲 1

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【書類名】 特許請求の範囲**【請求項 1】**

質量%で、

C：0.04%以上、0.13%以下、

Si：0.3 %以上、1.2 %以下、

Mn：1.0 %以上、3.5 %以下、

P：0.04%以下、

S：0.01%以下および

Al：0.07%以下

を含み、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成になり、フェライト分率が50%以上、マルテンサイト分率が10%以上で、かつマルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が0.85以上、1.5 以下の組織を有し、しかもマルテンサイト相のナノ硬さが8 GPa 以上であることを特徴とする高張力冷延鋼板。

【請求項 2】

請求項 1 において、鋼板が、さらに質量%で、

Cr：0.5 %以下、

Mo：0.3 %以下、

Ni：0.5 %以下および

B：0.002 %以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする高張力冷延鋼板。

【請求項 3】

請求項 1 または 2 において、鋼板が、さらに質量%で、

Ti：0.05%以下および

Nb：0.05%以下

のうちから選んだ1種または2種を含有する組成になることを特徴とする高張力冷延鋼板。

【請求項 4】

質量%で、

C：0.04%以上、0.13%以下、

Si：0.3 %以上、1.2 %以下、

Mn：1.0 %以上、3.5 %以下、

P：0.04%以下、

S：0.01%以下および

Al：0.07%以下

を含有する組成になる鋼スラブを、熱間圧延後、450℃以上、650℃以下の温度で巻取り、ついで30%以上、70%以下の圧下率で冷間圧延を施したのち、(巻取り温度(℃) + 冷延圧下率(%) × 4.5) (℃) 以上、(巻取り温度(℃) + 冷延圧下率(%) × 5.5) (℃) 以下の温度域に加熱し、その後、平均冷却速度：10℃/s以上の速度で340℃以下まで冷却することを特徴とする高張力冷延鋼板の製造方法。

【書類名】明細書

【発明の名称】高張力冷延鋼板およびその製造方法

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車用のピラー類やダッシュボードの補強材等の用途に供して好適な、高張力冷延鋼板およびその製造方法に関し、特に強度－伸びバランスおよび耐衝撃特性の向上を図ろうとするものである。

【背景技術】

【0002】

従来の引張強さ (TS) 590 MPa以上の高張力鋼板は、成形性が悪いために、使用される部位が限定されていた。しかしながら、昨今の地球環境問題からの排出ガス規制に関連して、車体重量の軽減は極めて重要な問題である。一方で、安全性確保も同様に重要であり、鋼板の耐衝撃特性を向上させることが必要である。そのため、素材となる鋼板には、高強度と共に、従来鋼板を凌ぐ成形性および耐衝撃特性が要求されている。

【0003】

耐衝突安全性と成形性に優れた自動車用高強度鋼板としては、特許文献1に記載の技術がある。

この技術は、鋼板のミクロ組織において、マルテンサイト占積率が3～30%、かつ該マルテンサイトの平均結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 以下であり、鋼板の特性として加工硬化指数が0.13以上、降伏比が75%以下、引張強さ×全伸びが $18000\text{ MPa}\cdot\%$ 以上、穴抜け比が1.2以上であることを特徴とするものである。

この技術では、静的な引張試験 (JIS 規格では $0.001\sim 0.01\text{ s}^{-1}$ 程度) における加工硬化指数 (n 値) で耐衝撃特性を評価しているが、鋼の強度はひずみ速度の上昇に伴い上昇し、衝突時における部材の変形速度は $10\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ にも達するため、静的な引張試験の評価では不十分で、部材の変形速度を考慮して評価する必要がある。

特許文献1に記載のような従来技術で製造された鋼板では、上記した部材の変形速度を加味して評価すると、耐衝撃特性が要求される性能を満足できないという問題があった。

【0004】

また、特許文献2には、成形性および耐衝撃特性を向上させたフェライト－マルテンサイト鋼の製造技術が開示されている。この技術では、耐衝撃特性について、ひずみ速度： 2000 s^{-1} での吸収エネルギーを向上させることが検討されている。ひずみ速度： 2000 s^{-1} での吸収エネルギーは、部材自身が変形することにより自動車の衝突時におけるエネルギーを吸収するために必要な特性である。衝突エネルギー吸収用部材は、短時間で大変形するため、変形ひずみ速度が $10^2\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ に達する。そのため、 $10^2\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ での吸収エネルギーや静動比の向上が必要であった。

ここで、静動比とは、ひずみ速度が $10^{-2}\sim 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ の静的変形 (引張り試験) 時の強度に対する、ひずみ速度が $10^2\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ の高速 (動的) 変形時の強度の比を意味し、この値が高いほど、衝突時の強度が高く、エネルギー吸収が大きいといえる。

【0005】

しかしながら、自動車の耐衝撃特性向上のためには、搭乗者の生存空間を確保するために部品を変形させずにキャビンを保護することも重要である。このような部位に使用される部材は、衝突エネルギー吸収部材と比較して、同じ衝突時間でも変形量が小さいために到達ひずみ速度が小さく、ひずみ速度 10 s^{-1} 程度での吸収エネルギーが重要となる。

しかしながら、従来、このようなひずみ速度 10 s^{-1} 程度での吸収エネルギーを向上させる手段についてはほとんど検討されていない。

【0006】

特許文献3には、残留オーステナイトを10%以上残留させることによって、伸び特性を著しく向上させた技術が開示されている。

しかしながら、この技術では、耐衝撃特性の向上については何ら検討されていない。

【0007】

また、特許文献4には、マルテンサイト分率およびマルテンサイト相とフェライト相の硬さの比を制御した耐衝撃特性に優れた鋼板に関する技術が記載されているが、この技術は、ひずみ速度が 800 s^{-1} という高ひずみ速度での吸収エネルギー向上に関する技術であり、先に述べた特許文献2と同様に、衝撃エネルギー吸収部材の特性向上に寄与するものである。従って、この技術は、本発明が目指すキャビンを保護するための部材に必要なひずみ速度 10 s^{-1} 程度での吸収エネルギーを向上させる技術とは、技術内容が異なる。

また、この技術では、マルテンサイトおよびフェライトの硬さ測定をビッカース硬度測定により行い、その値で制御している。しかしながら、非特許文献1で明らかにされているように、マルテンサイトの硬さは圧痕サイズ依存性があり、 $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下の圧痕サイズで評価した結果と、ビッカース硬度計で測定できる $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上の圧痕サイズで評価した結果が異なり、本発明者らの検討では、ひずみ速度 10 s^{-1} 程度での吸収エネルギーで評価される耐衝撃特性とビッカース硬度計を用いて測定した硬さとの相関は認められなかった。

【0008】

【特許文献1】特開平11-61327号公報

【特許文献2】特許第3253880号公報

【特許文献3】特開昭61-217529号公報

【特許文献4】特開平10-147838号公報

【非特許文献1】Proceedings of the International Workshop on the Innovative Structural Materials for Infrastructure in 21st Century p189 (Fig.4)

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、伸び特性(E1)を改善して強度-伸びバランス(TS×E1)を向上させ、かつ変形ひずみ速度が 10 s^{-1} 程度における耐衝撃特性を効果的に改善した高張力冷延鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

【0010】

本発明で目標とする具体的特性値は次のとおりである。

- (1) 引張強さ(TS) $\geq 590\text{ MPa}$
- (2) 強度-伸びバランス(TS×E1) $\geq 16000\text{ MPa}\cdot\%$
- (3) 耐衝撃特性: ひずみ速度が 10 s^{-1} で、
 - (a) ひずみ10%までの吸収エネルギー: $59\text{ MJ}\cdot\text{m}^{-3}$ 以上
 - (b) TS: 1 MPa あたりのひずみ10%までの吸収エネルギー: $0.100\text{ MJ}\cdot\text{m}^{-3}/\text{MPa}$ 以上

【課題を解決するための手段】

【0011】

さて、発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意検討を重ねた結果、以下に述べる知見を得た。

ひずみ速度: 10 s^{-1} での応力-ひずみ関係を精度良く取得することは、従来極めて困難であったが、最近開発された検力ブロック式衝撃引張試験機を用いることにより測定が可能となった。そこで、この装置を用いて、ひずみ速度: 10 s^{-1} での鋼板の吸収エネルギーの向上について検討したところ、この吸収エネルギーは、フェライト-マルテンサイト複合組織鋼でかつマルテンサイト相の分散状態およびマルテンサイト相のナノ硬さを的確にコントロールすることによって向上させ得ることが見出された。

具体的には、フェライト分率: 50%以上、マルテンサイト分率: 10%以上で、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比を0.85以上、1.5以下とし、さらにマルテンサイト相のナノ硬さを 8 GPa 以上とすることが重要である。

【0012】

上記したようなマルテンサイト組織の分散を達成する具体的な手法の一例としては、巻取り温度と冷延圧下率の調整および焼鈍温度のコントロールが挙げられる。巻取り温度が高くなるにつれて、熱延板がバンド状組織を呈し、その後の冷延-焼鈍後の鋼板組織は圧

延方向に延びた組織になる。また、冷延圧下率が高くても圧延方向に延びた組織になり、マルテンサイト相間隔が所望の値とならない。

【0013】

この点、発明者らは、C, Mn, Siを主とする成分バランスを工夫すると共に、焼鈍後の冷却速度を規制し、かつ熱延時の巻取り温度および冷延圧下率が高いほど焼鈍温度を高く設定することによって、マルテンサイトを生成させることに加えてバンド状組織を極力解消することにより、伸びおよび耐衝撃特性の向上に成功した。また、バンド状組織の解消により、強度-伸びバランスを向上させることにも成功した。さらに、マルテンサイト相のナノ硬さを制御することにより、ひずみ速度： 10 s^{-1} での吸収エネルギーを向上させることに成功した。

その結果、同一の引張強度を有する従来鋼に比べて高い吸収エネルギーを確保できるようになったのである。

【0014】

なお、従来、微小領域の硬さ測定に使用されていたマイクロビッカース硬度計では $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下程度の硬さ測定は不可能ではないものの、ばらつきが大きくて精度に問題があり、発明者らの検討では、ひずみ速度 10 s^{-1} 程度での吸収エネルギーで評価される耐衝撃特性との間に相関を認めることができなかった。

これに対し、より正確にマルテンサイトの硬さを測定できるナノ硬さ試験機を用いてマルテンサイト相の硬さを測定したところ、はじめて、ひずみ速度 10 s^{-1} 程度での吸収エネルギーで評価される耐衝撃特性とマルテンサイト相のナノ硬さの間に相関を認めることができ、その結果、ひずみ速度： 10 s^{-1} での吸収エネルギーを向上させることに成功した。

【0015】

すなわち、発明者らは、マルテンサイトの硬さを、圧痕サイズが $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下でも硬度測定が可能なナノ硬さ試験機で測定した。このナノ硬さ試験に際しては、圧痕サイズをほぼ同一にして測定を行った。具体的には、圧痕の大きさと比例関係にある圧痕深さ(=contact depth)が $50\pm 20\text{ nm}$ になるように荷重を調整して、硬さを測定した。この時に圧痕の1辺は約 350 nm となる。この硬さを 8 GPa 以上とすることにより、所定の耐衝撃特性が得られることが見出された。

また、マイクロビッカース硬度計を用いて同様の試験を試みたが、この試験では、本発明鋼について、硬さと耐衝撃性および伸び特性との相関は認められなかった。

【0016】

本発明は、上記の知見に基づいて完成されたものであり、その要旨とするところは以下のとおりである。

1. 質量%で、

- C: 0.04%以上、0.13%以下、
- Si: 0.3%以上、1.2%以下、
- Mn: 1.0%以上、3.5%以下、
- P: 0.04%以下、
- S: 0.01%以下および
- Al: 0.07%以下

を含み、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成になり、フェライト分率が50%以上、マルテンサイト分率が10%以上で、かつマルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が0.85以上、1.5以下の組織を有し、しかもマルテンサイト相のナノ硬さが 8 GPa 以上であることを特徴とする高張力冷延鋼板。

【0017】

2. 上記1において、鋼板が、さらに質量%で、

- Cr: 0.5%以下、
- Mo: 0.3%以下、
- Ni: 0.5%以下および
- B: 0.002%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする高張力冷延鋼板。

【0018】

3. 上記1または2において、鋼板が、さらに質量%で、

Ti: 0.05%以下および

Nb: 0.05%以下

のうちから選んだ1種または2種を含有する組成になることを特徴とする高張力冷延鋼板。

【0019】

4. 質量%で、

C: 0.04%以上、0.13%以下、

Si: 0.3%以上、1.2%以下、

Mn: 1.0%以上、3.5%以下、

P: 0.04%以下、

S: 0.01%以下および

Al: 0.07%以下

を含有する組成になる鋼スラブを、熱間圧延後、450℃以上、650℃以下の温度で巻取り、ついで30%以上、70%以下の圧下率で冷間圧延を施したのち、(巻取り温度(℃)+冷延圧下率(%)×4.5)(℃)以上、(巻取り温度(℃)+冷延圧下率(%)×5.5)(℃)以下の温度域に加熱し、その後、平均冷却速度: 10℃/s以上の速度で340℃以下まで冷却することを特徴とする高張力冷延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0020】

本発明によれば、強度-伸びバランスに優れ、かつひずみ速度が 10 s^{-1} 程度の変形時における耐衝撃特性に優れた高張力冷延鋼板を得ることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0021】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、鋼素材の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。なお、成分に関する「%」表示は特に断らない限り質量%を意味するものとする。

C: 0.04%以上、0.13%以下

Cは、引張強さ(TS)を適切にコントロールし、さらにマルテンサイト分率を10%以上とするために、0.04%以上の含有が必要である。しかしながら、Cが0.13%を超えると溶接性が著しく劣化するため、上限を0.13%とする。好ましくは0.07~0.12%の範囲である。

【0022】

Si: 0.3%以上、1.2%以下

Siは、マルテンサイトの分散状態およびマルテンサイトのナノ硬さを制御するために重要な元素である。冷却中におけるマルテンサイトの軟化を防止し、ナノ硬さを向上させるためには0.3%以上のSiを含有させる必要がある。しかしながら、1.2%を超えて過剰に添加してもこの効果は飽和し、むしろ化成処理性の著しい低下を招くため、上限を1.2%とする。好ましくは0.4~0.7%である。

【0023】

Mn: 1.0%以上、3.5%以下

Mnは、TS \geq 590 MPaを確保するために1.0%以上の含有が必要であり、要求強度に応じて1.0%以上で適宜含有させることができる。また、Mnはマルテンサイトのナノ硬さ向上にも極めて有効である。しかしながら、3.5%を超える過剰な添加は、強度を著しく上昇させ、伸びを低下させるので、上限を3.5%とする。好ましくは2.3~2.8%である。

【0024】

P: 0.04%以下

Pは、旧オーステナイト粒界に偏析して低温靱性を劣化させると共に、鋼中で偏析する傾向が強いため鋼板の異方性を大きくして加工性を低下させるので、極力低減することが好ましいが、0.04%までは許容できるので、P含有量は0.04%以下に制限する。好ましくは0.02%以下である。

【0025】

S: 0.01%以下

Sが旧オーステナイト粒界に偏析したり、MnSが多量に生成した場合、低温靱性が低下し、また水素誘起割れも発生し易くなるため、極力低減することが好ましいが、0.01%までは許容できるので、S含有量は0.01%以下に制限する。好ましくは0.006%以下である。

【0026】

Al: 0.07%以下

Alは、鋼の脱酸剤として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有効な元素であり、0.001%以上含有させることが好ましい。しかしながら、0.07%を超えて含有させると、介在物が多量に発生し、冷延鋼板の疵の原因になるため、上限を0.07%とした。より好ましくは0.05%以下である。

【0027】

以上、基本成分について説明したが、本発明ではその他にも、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

Cr: 0.5%以下

Crは、焼入性を向上してマルテンサイト量をコントロールするために使用することができる。この効果を得るためには、Crを0.02%以上含有させることが好ましい。しかしながら、0.5%を超えて多量に含有させると部品に成形したあとに行われる電着塗装性を低下させるため、上限を0.5%とした。好ましくは0.2%以下である。

【0028】

Mo: 0.3%以下

Moは、焼入性を向上してマルテンサイト量をコントロールするために使用することができる。この効果を得るためには0.05%以上含有させることが好ましいが、0.3%を超えて含有させると冷間圧延性を低下させるので、0.3%以下に限定した。好ましくは0.2%以下である。

【0029】

Ni: 0.5%以下

Niは、焼入性を向上してマルテンサイト量をコントロールするために使用することができる。この効果を得るためには0.05%以上含有させることが好ましいが、0.5%を超えて含有させると冷間圧延性の低下を招くので、0.5%以下に限定した。好ましくは0.3%以下である。

【0030】

B: 0.002%以下

Bは、焼入性を向上してマルテンサイト量をコントロールするために使用することができる。この効果を得るためには0.0005%以上含有させることが好ましいが、0.002%を超えて含有させると冷間圧延性の低下を招くので、0.002%以下に限定した。好ましくは0.001%以下である。

【0031】

Ti: 0.05%以下

Tiは、フェライト粒径を細かくしてマルテンサイト相の分散をコントロールするために使用することができる。この効果を得るためには、Tiを0.005%以上含有させることが好ましいが、0.05%を超えて多量に含有させてもその効果は飽和するため、上限を0.05%とした。好ましくは0.005~0.02%の範囲である。

【0032】

Nb: 0.05%以下

Nbは、Tiと同様、フェライト粒径を細かくしてマルテンサイト相の分散をコントロールするために使用することができる。この効果を得るためには、Nbを0.005 %以上含有させることが好ましいが、0.05%を超えて多量に含有させてもその効果は飽和するため、上限を0.05%とした。好ましくは0.005~0.02%の範囲である。

【0033】

本発明では、上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避免の不純物の組成とすることが好ましい。不可避免の不純物としては、例えばNやO、Cuなどがある。なお、Nは、多量に含有すると時効劣化により伸び特性が低下する場合があるため、その含有量は0.005 %以下に制限することが好ましい。

【0034】

以上、好適成分組成範囲について説明したが、本発明では、成分組成を上記の範囲に限定するだけでは不十分で、以下に述べるとおり、鋼組織の調整も重要である。

フェライト分率：50%以上

強度-伸びバランス (TS×El) を 16000 MPa・%以上とするためには、組織全体に対するフェライトの分率を50%以上とすることが必要である。すなわち、フェライト分率が50%未満では、フェライト以外の硬質な組織が多くなるため、強度が高くなりすぎ、かえって強度-伸びバランスが低下する。また、ひずみ速度 10 s^{-1} 程度では、フェライト部分の変形時の応力の増加代が大きいため、フェライトが少ないと吸収エネルギーの上昇代が少なくなる。フェライト分率の好適範囲は60~80%程度である。

【0035】

マルテンサイト分率：10%以上

強度-伸びバランス (TS×El) を 16000 MPa・%以上とし、かつ耐衝撃特性を向上させるためには、マルテンサイト分率を10%以上とする必要がある。すなわち、マルテンサイト分率が10%未満では、十分に満足できる耐衝撃特性が得られない。マルテンサイト分率の好適範囲は20~40%程度である。

【0036】

なお、鋼組織については、フェライトおよびマルテンサイト以外にその他の組織として、残部10%以下で他の相を含んでも良い。ここに、他の相とは、具体的には、オーステナイト、ベイナイト、セメンタイト、パーライトである。これらの相は、少ないほど好ましいのは言うまでもなく、特にオーステナイトは耐衝撃特性を低下させるため、3%未満とすることが好ましい。

【0037】

なお、上述したフェライト分率およびマルテンサイト分率は、圧延方向に平行な断面の板厚1/4 位置にて組織観察して決定すればよい。すなわち、圧延方向に平行な断面を鏡面研磨後、1.5 %ナイトールにてエッチングし、板厚1/4 位置について、走査型電子顕微鏡 (SEM) で1000倍の写真を撮影し、マルテンサイト部分とフェライト部分およびその他の相の部分の識別し、各相の面積率を測定すればよい。

【0038】

マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比：0.85以上、1.5 以下

強度-伸びバランス (TS×El) を 16000 MPa・%以上とし、かつひずみ速度： 10 s^{-1} でのひずみ10%までの吸収エネルギーが $59\text{ MJ} \cdot \text{m}^{-3}$ 以上で、かつTS：1 MPa 当たりのひずみ10%までの吸収エネルギーが $0.100\text{ MJ} \cdot \text{m}^{-3} / \text{MPa}$ 以上を達成するためには、この相間隔比が重要である。すなわち、この相間隔比が0.85に満たなかったり、1.5 を超えていると、十分に満足いくほどの伸びおよび耐衝撃特性を得ることができない。

【0039】

マルテンサイトはフェライトよりも硬く、マルテンサイトは転位の移動の障害となるため、転位 (ひずみ) は、マルテンサイトのないところを優先的に移動する。従って、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が大きくなる程 (すなわち板厚方向の相間隔に比べて、圧延方向の相間隔が広くなる程)、あるいはマルテンサイ

ト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が小さくなる程（すなわち圧延方向の相間隔に比べて板厚方向の相間隔が広くなる程）、転位（ひずみ）は相間隔の広い領域、すなわちマルテンサイトでない部分に集中してより長距離を移動することになる。

これに対し、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が1に近い、すなわちマルテンサイト相の板厚方向の相間隔と圧延方向の相間隔に大きな違いがない場合には、マルテンサイトによって転位（ひずみ）の移動が抑制されるため、転位（ひずみ）の蓄積量が増加して変形応力が上昇し、耐衝撃特性が向上する。また、マルテンサイト相の分布が比較的均質となるため、伸び特性も向上する。

【0040】

マルテンサイトによって転位（ひずみ）の移動を効果的に抑制するには、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比を、0.85以上、1.5以下に制御することが重要である。すなわち、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が1.5を超えると、板厚方向の相間隔に対して圧延方向の相間隔が広くなりすぎ、一方0.85に満たないと、圧延方向の相間隔に対して板厚方向の相間隔が大きくなりすぎるため、いずれの場合も十分な耐衝撃特性および伸び特性を確保できなくなる。この点、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が0.85以上1.5以下の範囲であれば、マルテンサイトによって転位（ひずみ）の移動を効果的に抑制することができる。なお、この相間隔比のより好適な範囲は1.0以上、1.3以下である。

【0041】

なお、冷間圧延を施す本発明の鋼板では、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔は圧延方向のそれに比べ、より板厚方向の相間隔に近くなる、すなわち、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する板厚方向の相間隔の比は、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比に比べ、より1に近くなる傾向にある。このため、本発明では、鋼板中のマルテンサイト相間隔の最大値を圧延方向で代表し、板厚方向の相間隔との比でマルテンサイトの分散度合を規定した。

【0042】

ここに、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔、マルテンサイト相の圧延方向の相間隔、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対するマルテンサイト相の圧延方向の相間隔の比は、次のようにして求めたものである。

マルテンサイト相の相間隔比は、1000倍のSEM写真上で圧延方向に平行な方向および板厚方向にそれぞれ50 μm の直線を20 μm 以上の間隔で5本引き、その線上に存在したマルテンサイト相の間隔を測定し、圧延方向および板厚方向での平均間隔を求め、その平均値の比を計算した。

【0043】

図1に、上記の測定要領を示す。図が煩雑になるのを避けるため、図1では、圧延方向に平行な方向および板厚方向にそれぞれ1本の線を引いて説明を行う。

同図に示したところから明らかなように、圧延方向に平行なマルテンサイト相の平均間隔は、次式

$$(a_1 + a_2 + a_3 + a_4 + a_5) / 5$$

で、一方、板厚方向のマルテンサイト相の平均間隔は、次式

$$(b_1 + b_2 + b_3) / 3$$

で表される。

従って、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比は、

$$\{(a_1 + a_2 + a_3 + a_4 + a_5) / 5\} / \{(b_1 + b_2 + b_3) / 3\}$$

で表される。

【0044】

マルテンサイト相のナノ硬さ：8 GPa 以上

さらに、ひずみ速度：10 s⁻¹でのひずみ10%までの吸収エネルギーが59 MJ・m⁻³以上で、かつTS：1 MPa当たりのひずみ10%までの吸収エネルギーが0.100 MJ・m⁻³/MPa以上という、優れた耐衝撃特性を得るためには、マルテンサイト相のナノ硬さを8 GPa 以

上とすることが重要である。

ナノ硬さが 8 GPa に満たないと、強度－伸びバランス (TS×EI) と共に、耐衝撃特性が低下する。この理由は、ナノ硬さにより評価されるマルテンサイトの変形応力が低い場合には、転位移動の抑制効果が小さくなるためと考えられる。なお、マルテンサイトのナノ硬さは硬いほど良く、好適範囲は 10 GPa 以上である。

【0045】

ここで、ナノ硬さの測定は、次のようにして求めればよい。

すなわち、ナノ硬さは、鋼板を表面から板厚 1/4 位置まで研削し、電解研磨により研削ひずみを除去したのち、Hysitron社のTRIBOSCOPEを用いてマルテンサイトの硬さ15点を測定し、その平均値をナノ硬さ値とすればよい。測定は、圧痕サイズをほぼ同一に行う。具体的には、圧痕の大きさと比例関係にある圧痕深さ (=contact depth) が $50 \pm 20 \text{ nm}$ になるように荷重を調整して、硬さを測定する。このときの圧痕の1辺は約 $350 \pm 100 \text{ nm}$ となる。

【0046】

次に、本発明の製造条件について説明する。

前記の好適成分組成に調整した溶鋼を、転炉等の通常公知の方法で溶製したのち、連続 casting等の通常公知の方法で castingして、鋼スラブとする。

ついで、加熱後、熱間圧延を施すが、この加熱処理および熱間圧延は常法に従って行えば良く、特に制限されることはない。但し、熱間圧延後の諸工程は、次の条件で行う必要がある。

【0047】

巻取り温度: 450 °C 以上、650 °C 以下

熱間圧延後の巻取り温度が 450 °C に満たないと、熱延板の強度が高くなって冷間圧延性が低下し、連続冷間圧延時に破断する危険性が高くなる。一方、650 °C 超では、バンド状組織の発達が著しくなり、冷延圧下率および焼鈍温度のコントロールをもってしてもバンド状組織を解消できず、マルテンサイト相の相間隔比を所定の範囲に制御することができない。なお、好ましい巻取り温度は 500 °C 以上、650 °C 以下である。

【0048】

冷間圧延の圧下率 (冷延圧下率): 30% 以上、70% 以下

冷延圧下率が 30% 未満では、粗大な組織となることに加えて、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が 0.85 未満となり、目標とするマルテンサイト相の相間隔比が得られず、伸びおよび耐衝撃特性が劣化する。一方、70% を超えると熱延巻取り温度および焼鈍温度を制御してもバンド状組織を解消できず、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が 1.5 超えとなり、やはりマルテンサイト相の相間隔比を所定の範囲とすることができない。

【0049】

加熱温度域: (巻取り温度 (°C) + 冷延圧下率 (%) × 4.5) (°C) 以上、(巻取り温度 (°C) + 冷延圧下率 (%) × 5.5) (°C) 以下

巻取り温度および冷延圧下率は高い方がバンド状組織が形成され易く、これを解消するために、冷間圧延後に高い温度で加熱することが必要となる。

加熱温度が、上記の温度範囲を下回ると、バンド状組織が解消できず、目標とするマルテンサイト相の相間隔比が得られない上に、Si や Mn の置換型原子の拡散が不十分でマルテンサイト相のナノ硬さを 8 GPa 以上とすることができない。一方、加熱温度が上記の温度範囲を上回ると、加熱時のオーステナイトが不均一に分散するため目標とするマルテンサイト相の相間隔比が得られず、さらにオーステナイト粒が粗大化することにより、おそらくはマルテンサイトブロックサイズが粗大化するために、マルテンサイトのナノ硬さを 8 GPa 以上とすることができず、伸びおよび耐衝撃特性が劣化する。

マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比をより好ましい範囲に制御するためには、上記範囲の中でも A_{c3} 超えのオーステナイト単相域まで加熱することがより好ましい。特に冷間圧下率が 60% 以上と高い場合にはオーステナイト単相域ま

で加熱することが特に好ましい。

【0050】

また、この加熱温度域での保持時間が短いと、マルテンサイト分率の保持時間依存性が大きいことから、条件によってはマルテンサイトを10%以上確保することが困難な場合があり、またコイル全長にわたって安定した材質を得ることが困難となる場合があるため、この加熱温度域での保持時間を30秒以上とすることが好ましい。一方、保持時間が600秒を超えると効果が飽和し、製造コストの上昇を招くだけとなるため、保持時間の上限は600秒とすることが好ましい。

【0051】

なお、上記温度域に加熱後、10℃/s以上の速度で急冷する必要がある、このような熱履歴とするためには、連続焼鈍炉にて処理することが有利である。この場合、上記の温度域で30秒以上保持するには、連続焼鈍時の焼鈍温度（連続焼鈍炉における最高到達温度）を該温度域の温度として、該温度域での保持時間が30秒以上になるようにすればよく、例えば焼鈍温度での均熱時間（焼鈍時間ともいう）を30秒以上としてもよいし、焼鈍温度に到達したのち、該温度域の下限まで徐冷して、該温度域での保持時間が30秒以上となるようにしてもよい。

【0052】

平均冷却速度：10℃/s以上の速度で340℃以下まで冷却

冷却速度が10℃/s未満または冷却停止温度が340℃超では、目標とするマルテンサイトのナノ硬さが得られない。ここで、冷却速度は、上記加熱温度域の下限温度すなわち（巻取り温度（℃）+冷延圧下率（%）×4.5）（℃）から制御冷却停止温度までの平均冷却速度である。

一方、50℃/sを超える冷却速度では冷却が不均一となり易く、板幅全体において所定の特性が得られない場合があるため、冷却速度は50℃/s以下とすることが好ましい。また、かかる制御冷却は300℃以下まで行うことが好ましく、さらに好ましくは275℃以下まで行う。なお、かかる制御冷却の後には、特に規定する必要はなく、例えば空冷（放冷）としてもよいし、徐冷としてもよく、公知の方法で室温程度まで冷却すればよい。しかしながら、再加熱して焼き戻すことはマルテンサイトのナノ硬さを低下させるため、避けた方が好ましい。

【実施例1】

【0053】

表1に示す成分組成になる鋼を、転炉とRH脱ガス設備により溶製し、連続鑄造によりスラブとしたのち、このスラブを1100～1250℃に加熱後、表2に示す条件で巻取り、ついで同じく表2に示す条件で冷間圧延処理、連続焼鈍処理、制御冷却処理を施して、高張力冷延鋼板を得た。

かくして得られた高張力冷延鋼板の鋼組織を観察すると共に、通常の静的引張り試験、検力ブロック方式によるひずみ速度：10 s⁻¹での高速引張り試験およびナノ硬さ試験を行った。

得られた結果を表3に示す。

なお、表1に示すAc₃は、粗圧延後に採取したシートバーから切り出したサンプルについて、富士電波工機社製サーメックマスターZを用いて、実験により求めた。

【0054】

なお、鋼組織および各特性は次のようにして測定した。

(a) 組織観察によるフェライト分率、マルテンサイト分率の測定およびマルテンサイト相の相間隔比の測定は、圧延方向に平行な断面の板厚1/4位置にて行った。

フェライトおよびマルテンサイト分率は、鏡面研磨後、1.5%ナイトールにてエッチングし、走査型電子顕微鏡（SEM）で1000倍の写真を撮影し、マルテンサイト部分とフェライト部分およびその他の相の部分を識別し、画像解析により各相の面積率を定量評価した。また、その他の相の部分は、上記SEMでの観察により、その種類を判別した。

なお、ここで、表3のNo.37については、上記したその他の相の部分についてのSEMによ

る観察だけでは組織の種類を確定できなかったため、SEM 観察を行った試料を用い、EBSP (Electron Back Scatter diffraction Pattern) による解析を行い、該その他の相がオーステナイトであることを確認した。

マルテンサイト相の相間隔比は、1000倍のSEM 写真上で圧延方向に平行な方向および板厚方向にそれぞれ $50\mu\text{m}$ の直線を $20\mu\text{m}$ 以上の間隔で5本引き、その線上に存在したマルテンサイト相の間隔を測定し、圧延方向および板厚方向での平均間隔を求め、その平均値の比を計算した。

【0055】

図1に、上記の測定要領を示す。図が煩雑になるのを避けるため、図1では、圧延方向に平行な方向および板厚方向にそれぞれ1本の線を引いて説明を行う。

同図に示したところから明らかなように、圧延方向に平行なマルテンサイト相の平均間隔は、次式

$$(a_1 + a_2 + a_3 + a_4 + a_5) / 5$$

で、一方、板厚方向のマルテンサイト相の平均間隔は、次式

$$(b_1 + b_2 + b_3) / 3$$

で表される。

従って、マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比は、

$$\{(a_1 + a_2 + a_3 + a_4 + a_5) / 5\} / \{(b_1 + b_2 + b_3) / 3\}$$

で表される。

【0056】

(b) 静的引張り特性は、圧延方向に直角な方向を長手方向とするJIS 5号試験片を用いてJIS Z 2241に準拠した方法で行った。

(c) 検力ブロック方式によるひずみ速度 $10/\text{s}$ での高速引張り試験は、鷺宮製作所製の検力ブロック式衝撃引張り試験機 (TS-2000) を用いて、圧延方向と直角な方向にひずみ速度： 10 s^{-1} の条件で試験を行った。

(d) ナノ硬さは、表面から板厚 $1/4$ 位置まで研削し、電解研磨により研削ひずみを除去したのち、Hysitron社のTRIBOSCOPEを用いてマルテンサイトの硬さ15点を測定し、その平均値を硬さ値とした。測定は、圧痕サイズをほぼ同一にして行った。具体的には圧痕の大きさと比例関係にある圧痕深さ (=contact depth) が $50\pm 20\text{ nm}$ になるように荷重を調整して、硬さを測定した。このときの圧痕の1辺は約 $350\pm 100\text{ nm}$ となる。

【0057】

【表1】

表1

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)													Ac ₃ (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Ni	B	Ti	Nb	
A	0.061	0.41	2.78	0.013	0.005	0.035	0.004	—	—	—	—	—	—	878
B	0.122	0.32	2.54	0.015	0.004	0.032	0.003	—	—	—	—	—	—	853
C	0.090	0.57	2.58	0.012	0.005	0.037	0.004	—	—	—	—	—	—	875
D	0.082	0.68	2.01	0.010	0.003	0.024	0.004	—	—	—	—	—	—	882
E	0.055	0.46	1.54	0.012	0.005	0.034	0.003	—	—	—	—	—	—	883
F	0.100	0.49	2.46	0.014	0.004	0.036	0.004	—	—	—	—	—	—	858
G	0.085	0.69	2.72	0.013	0.003	0.021	0.005	—	—	—	—	—	—	882
H	0.115	0.42	2.35	0.009	0.002	0.027	0.004	—	—	—	—	—	—	850
I	0.095	0.92	2.50	0.015	0.004	0.034	0.003	—	—	—	—	—	—	889
J	0.075	0.53	2.41	0.013	0.001	0.036	0.003	0.03	—	—	—	—	—	878
K	0.079	0.51	2.37	0.014	0.003	0.029	0.004	—	0.1	—	—	—	—	879
L	0.092	0.35	2.13	0.012	0.002	0.040	0.002	—	—	0.08	—	—	—	864
M	0.086	0.55	2.31	0.010	0.004	0.033	0.003	—	—	—	0.0005	—	—	875
N	0.071	0.42	2.36	0.008	0.003	0.035	0.004	—	0.06	—	0.0008	—	—	877
O	0.087	0.64	2.69	0.014	0.005	0.026	0.003	—	—	—	—	0.009	—	879
P	0.092	0.59	2.53	0.011	0.004	0.032	0.004	—	0.05	—	—	0.006	—	876
Q	0.033	0.68	2.53	0.012	0.003	0.025	0.004	—	—	—	—	—	—	902
R	0.105	0.21	2.38	0.010	0.005	0.038	0.004	—	—	—	—	—	—	854
S	0.098	0.43	0.82	0.013	0.002	0.033	0.003	—	—	—	—	—	—	866
T	0.075	0.54	3.8	0.013	0.002	0.033	0.004	—	—	—	—	—	—	879
U	0.152	0.72	2.69	0.013	0.002	0.033	0.003	—	—	—	—	—	—	863
V	0.052	0.47	1.42	0.033	0.003	0.032	0.005	—	—	—	—	—	—	885
W	0.125	0.39	1.58	0.025	0.003	0.037	0.004	—	—	—	—	—	—	856
X	0.075	0.51	2.39	0.029	0.005	0.025	0.005	—	—	—	—	—	—	877
Y	0.077	0.99	1.27	0.010	0.003	0.020	0.004	—	—	—	—	—	—	898
Z	0.072	0.55	2.56	0.018	0.003	0.036	0.003	—	—	—	—	—	0.012	880
ZZ	0.108	0.63	2.61	0.013	0.004	0.035	0.003	—	—	—	—	0.018	0.014	871

【0058】

【表2】

表 2

No.	例 記号	巻取り 温度 (°C)	熱延板 厚さ (mm)	冷延 圧下率 (%)	冷延板 厚さ (mm)	巻取り温度(°C) + 冷延圧下率(%) × ×4.5	巻取り温度(°C) - 冷延圧下率(%) × ×5.5	加熱 最高温度 (°C)	加熱温度域にお ける保持時間 (s)	平均 冷却速度 (°C/s)	強制冷却 終了温度 (°C)	備考
1	A	600	3.2	50	1.6	825	875	830	30	20	250	発明例
2	"	600	2.2	27	1.6	722	749	730	60	20	250	比較例
3	B	600	3.2	44	1.8	798	842	810	90	25	275	発明例
4	"	600	3.2	44	1.8	798	842	760	90	25	275	比較例
5	C	550	3.0	53	1.4	789	842	820	80	20	250	発明例
6	"	550	4.8	71	1.4	870	941	880	80	20	250	比較例
7	D	600	2.4	50	1.2	825	875	860	60	30	220	発明例
8	E	450	2.4	58	1.0	711	769	750	110	40	200	"
9	"	450	2.4	58	1.0	711	769	800	110	40	200	比較例
10	F	650	3.0	40	1.8	830	870	840	60	15	240	発明例
11	"	650	3.0	40	1.8	830	870	840	60	5	240	比較例
12	G	600	2.0	50	1.0	825	875	840	90	40	250	発明例
13	"	600	2.0	50	1.0	825	875	840	90	40	250	比較例
14	H	500	3.2	50	1.6	725	775	770	90	20	230	発明例
15	I	550	3.2	44	1.8	748	792	780	80	20	260	"
16	J	600	2.6	46	1.4	807	853	820	60	10	290	"
17	K	650	3.6	36	2.3	812	848	840	60	20	270	"
18	L	600	3.2	50	1.6	825	875	830	75	25	240	"
19	M	550	3.6	36	2.3	712	748	730	70	15	280	"
20	M	700	3.6	36	2.3	862	898	880	70	15	280	比較例
21	N	550	3.6	56	1.6	802	858	840	60	20	250	発明例
22	O	500	3.2	69	1.0	811	880	840	90	35	210	"
23	P	600	3.2	44	1.8	798	842	820	90	15	240	"
24	Q	600	3.6	36	2.3	762	798	780	80	15	270	比較例
25	R	550	3.2	38	2.0	721	759	740	80	20	260	"
26	S	550	3.2	44	1.8	748	792	760	60	15	250	"
27	T	600	3.2	50	1.6	825	875	830	75	25	240	"
28	U	500	3.2	50	1.6	725	775	750	70	15	260	"
29	G	600	2.0	50	1.0	825	875	840	90	40	340	発明例
30	V	600	2.0	50	1.0	825	875	840	90	15	250	"
31	W	480	2.3	57	1.0	737	794	780	90	10	300	"
32	U	500	3.2	50	1.6	725	775	730	45	15	320	"
33	X	660	2.6	62	1.0	859	921	885	300	15	250	"
34	P	600	3.2	63	1.2	864	947	910	360	15	300	"
35	"	600	3.2	44	1.8	798	842	810	300	15	300	比較例
36	Y	500	2.8	64	1.0	788	852	800	60	50	350	"
37	Y	610	2.8	61	1.1	885	946	902	60	20	280	発明例
38	Z	520	3.2	50	1.6	745	795	770	130	30	260	"
39	ZZ	620	2.4	33	1.6	769	802	790	90	15	260	"

【0059】

【表 3】

表 3

No.	鋼 記号	引張強さ TS (MPa)	伸び (%)	フェライト 分率 (%)	マーズライト 分率 (%)	その他の相の 分率及び種類 (%) (種類)	マーズライト相の 相間隔の比	マーズライトの ナノ硬さ (GPa)	TS×伸び バランス (MPa・%)	吸収 エネルギー* (MJ・m ⁻³)	TS: 1MPa当たりの 吸収エネルギー* (MJ・m ⁻³ /MPa)	備 考
1	A	843	19.5	70	30	0	1.36	9.4	16439	88.5	0.105	発明例
2	B	830	18.9	75	25	0	0.71	9.3	15498	77.9	0.095	比較例
3	B	886	18.1	60	40	0	1.50	8.0	16037	88.8	0.100	発明例
4	B	852	17.8	70	30	0	1.59	7.2	15166	78.4	0.092	比較例
5	C	821	21.6	65	35	0	1.26	10.5	17734	94.4	0.115	発明例
6	B	842	18.3	55	45	0	1.37	10.2	15409	79.1	0.094	比較例
7	D	708	24.0	80	20	0	1.13	9.3	16992	75.8	0.107	発明例
8	E	621	27.1	80	20	0	1.21	9.5	16829	65.8	0.106	"
9	B	673	28.2	70	30	0	1.57	7.4	15814	82.6	0.093	比較例
10	F	834	21.5	70	30	0	1.29	11.6	18181	100.1	0.120	発明例
11	B	808	19.1	70	30	0	1.29	7.2	15433	75.1	0.093	比較例
12	G	867	20.6	60	40	0	1.15	12.7	17860	104.9	0.121	発明例
13	B	821	18.8	60	40	0	1.15	7.5	15485	78.8	0.096	比較例
14	H	849	21.5	65	35	0	0.95	12.1	18254	100.2	0.118	発明例
15	I	854	19.7	75	25	0	1.02	9.6	16824	90.5	0.106	"
16	J	803	23.1	80	20	0	1.20	10.6	18549	95.6	0.119	"
17	K	857	20.9	75	25	0	1.05	12.7	17911	99.4	0.116	"
18	L	754	21.5	85	15	0	1.33	9.7	16211	80.7	0.107	"
19	M	839	21.5	65	35	0	1.10	11.2	18099	96.5	0.115	"
20	M	880	17.6	55	45	0	1.59	10.2	15488	83.6	0.095	比較例
21	N	892	21.1	60	40	0	1.00	13.4	18921	107.9	0.121	発明例
22	O	822	22.7	70	30	0	1.27	12.1	18859	97.0	0.118	"
23	P	849	21.0	65	35	0	1.25	11.8	17829	97.6	0.115	"
24	Q	531	28.2	95	5	0	1.72	7.6	13505	52.0	0.098	比較例
25	R	793	18.2	75	25	0	1.58	7.4	14433	75.3	0.095	"
26	S	559	27.1	85	15	0	1.73	7.2	16149	52.5	0.094	"
27	T	973	14.3	60	40	0	1.62	7.8	13914	89.5	0.092	"
28	U	1054	13.9	45	55	0	1.67	9.5	14651	97.0	0.092	"
29	G	825	20.1	60	40	0	1.15	8.9	16583	89.1	0.108	発明例
30	V	639	26.3	70	30	3 (ベイナイト)	1.14	8.5	16806	66.5	0.104	"
31	W	789	21.2	73	18	5 (ベイナイト)	1.18	9.3	16727	86.0	0.109	"
32	H	783	21.5	63	30	7 (ベイナイト)	0.95	12.1	16835	82.2	0.105	"
33	X	877	21.5	56	44	0	1.00	12.2	18856	108.7	0.124	"
34	P	881	21.4	62	38	0	1.02	13.3	18853	107.5	0.122	"
35	B	910	18.1	43	55	2 (ベイナイト)	1.05	7.3	16471	82.8	0.091	比較例
36	Y	622	26.2	90	10	0	1.45	7.1	16296	57.8	0.093	"
37	Y	701	27.2	74	24	2 (ベイナイト)	1.05	10.3	19087	85.5	0.122	発明例
38	Z	825	22.2	82	18	0	1.17	10.7	18315	92.4	0.112	"
39	ZZ	873	21.3	72	28	0	1.22	10.8	18595	98.6	0.113	"

* ひずみ速度: 10 s⁻¹で真ひずみ10%までの値

【0060】

表3に示したとおり、発明例はいずれも、 $(TS \times El) \geq 16000$ MPa・%という優れた強度－伸びバランスを有するだけでなく、ひずみ速度が10 s⁻¹での、ひずみ10%までの吸収エネルギーが59 MJ・m⁻³以上で、かつTS: 1MPa 当たりのひずみ10%までの吸収エネルギーが0.100 MJ・m⁻³/MPa 以上という優れた耐衝撃特性を兼ね備えている。

【産業上の利用可能性】

【0061】

本発明の強度－伸びバランスおよび耐衝撃特性に優れる高張力冷延鋼板は、自動車用部

品の板厚低減および自動車の衝突安全性向上を可能とし、自動車車体の高性能化に大きく貢献する。

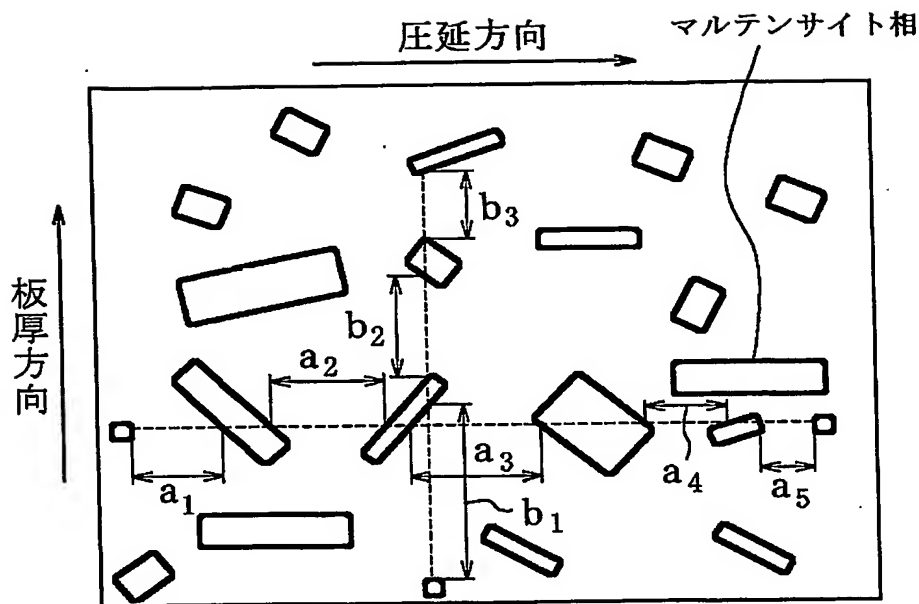
【図面の簡単な説明】

【 0 0 6 2 】

【図 1】 マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比の測定要領を示した図である。

【書類名】 図面

【図 1】



- ・圧延方向のマルテンサイト相の平均間隔: $(a_1 + a_2 + a_3 + a_4 + a_5) / 5$
- ・板厚方向のマルテンサイト相の平均間隔: $(b_1 + b_2 + b_3) / 3$
- ・マルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比
: $\{(a_1 + a_2 + a_3 + a_4 + a_5) / 5\} / \{(b_1 + b_2 + b_3) / 3\}$

【書類名】要約書

【要約】

【課題】 強度－伸びバランスに優れ、かつひずみ速度が 10 s^{-1} 程度の変形時における耐衝撃特性に優れた高張力冷延鋼板を提供する。

【解決手段】 質量％で、C：0.04％以上、0.13％以下、Si：0.3％以上、1.2％以下、Mn：1.0％以上、3.5％以下、P：0.04％以下、S：0.01％以下およびAl：0.07％以下を含み、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成にすると共に、フェライト分率が50％以上、マルテンサイト分率が10％以上で、かつマルテンサイト相の板厚方向の相間隔に対する圧延方向の相間隔の比が0.85以上、1.5以下の組織とし、さらにマルテンサイト相のナノ硬さを8 GPa 以上とする。

【選択図】 なし

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2004-208834
受付番号	50401199975
書類名	特許願
担当官	楠本 眞 2169
作成日	平成16年 8月 2日

<認定情報・付加情報>

【特許出願人】

【識別番号】	000001258
【住所又は居所】	東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
【氏名又は名称】	JFEスチール株式会社

【代理人】

申請人

【識別番号】	100072051
【住所又は居所】	東京都千代田区霞が関3-2-4 霞山ビル7階
【氏名又は名称】	杉村 興作

【選任した代理人】

【識別番号】	100100125
【住所又は居所】	東京都千代田区霞が関3丁目2番4号 杉村萬國 特許事務所内
【氏名又は名称】	高見 和明

【選任した代理人】

【識別番号】	100101096
【住所又は居所】	東京都千代田区霞が関3丁目2番4号 杉村萬國 特許事務所内
【氏名又は名称】	徳永 博

【選任した代理人】

【識別番号】	100107227
【住所又は居所】	東京都千代田区霞が関3丁目2番4号 霞山ビル ディング7階 杉村萬國特許事務所内
【氏名又は名称】	藤谷 史朗

【選任した代理人】

【識別番号】	100114292
【住所又は居所】	東京都千代田区霞が関3丁目2番4号 霞山ビル ディング7階 杉村萬國特許事務所内
【氏名又は名称】	来間 清志

【選任した代理人】

【識別番号】	100124280
【住所又は居所】	東京都千代田区霞が関三丁目 2 番 4 号 霞山ビル ディング 7 階 杉村萬国特許事務所内
【氏名又は名称】	大山 健次郎
【選任した代理人】	
【識別番号】	100119530
【住所又は居所】	東京都千代田区霞が関 3 丁目 2 番 4 号 霞山ビル ディング 7 階 杉村萬国特許事務所内
【氏名又は名称】	富田 和幸

特願 2 0 0 4 - 2 0 8 8 3 4

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [0 0 0 0 0 1 2 5 8]

1. 変更年月日 2 0 0 3 年 4 月 1 日
[変更理由] 名称変更

住所変更
住 所 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
氏 名 J F E スチール株式会社